文章编号: 1004-0609(2014)05-1175-11

旋转磁场对高硅铝合金凝固过程中相组织演变的影响

李 甫,钟云波,龙 琼,王 江,郑天祥,王 怀,陈 旭,雷作胜,任维丽,任忠鸣

(上海大学 上海现代冶金与材料制备重点实验室, 上海 200072)

摘 要:研究旋转磁场的励磁电流和旋转频率对高硅铝合金凝固组织的影响,并利用高速摄像机、SEM 和 EDS 对高硅铝合金中硅相及其他金属间化合物形貌的演变进行分析。结果表明,旋转磁场可以抑制高硅铝合金的宏观 偏析,细化初晶硅颗粒,形成类共晶组织;随着励磁电流和旋转频率的增大,初晶硅转变方式为长棒状-块状-大 块块状团簇,共晶硅转变方式为长针状-蠕虫状-针状;旋转磁场还可以改善 Al₂Cu 相和 Al-Si-Fe 相的形貌,使其 依附甚至包覆在 Si 相周围生长,抑制合金熔体中 Si 相的长大,有助于改善合金的力学性能。 关键词:高硅铝合金;旋转磁场;励磁电流;旋转频率;相组织 中图分类号: TG146.21 文献标志码: A

Influence of rotating magnetic field on evolution of phase structure evolution in high-silicon aluminum alloys

LI Fu, ZHONG Yun-bo, LONG Qiong, WANG Jiang, ZHENG Tian-xiang, WANG Huai, CHEN Xu, LEI Zuo-sheng, REN Wei-li, REN Zhong-ming

(Shanghai Key Laboratory of Modern Metallurgy and Material Processing, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: The influence of excitation current and rotational frequency on the solidification microstructure of high-silicon aluminum alloys was studied. The morphology evolution of Si and other intermetallic compounds was analyzed by using high speed camera, SEM and EDS. The results show that the rotating magnetic field(RMF) can suppress the macrosegregation in solidified high-silicon aluminum alloys, refine the primary Si particles and finally provide a eutectic-like structure. The morphology of primary Si phase changes from long rod to block, and then to large block clusters when both the excitation current and rotational frequency of RMF increase, meanwhile, the eutectic Si phase changes from long needle to wormlike particles, and then to needlelike particles. Moreover, RMF can improve the morphologies of Al₂Cu and Al-Si-Fe phases, and the refined Al₂Cu and Al-Si-Fe phases are attached around Si phase, which further refines the microstructure of the high-silicon aluminum alloys.

Key words: high-silicon aluminum alloy; rotating magnetic field; excitation current; rotational frequency; phase structure

21世纪以来,随着社会的进步,制造业的飞速发展,在节能、节材的要求下,各种零部件所采用的材料又进一步向着轻量化方向发展,以减轻自身质量、提高功率质量比为前提,从而达到高速、高效、节能和减轻污染的目的^[1-3]。

热膨胀性以及良好的铸造性能和焊接性能,高硅铝合 金(硅含量大于 12.6%,质量分数)可以很好地代替传统 的钢铁材料^[4-5],成为汽车发动机缸体、活塞部件的首 选材料,达到汽车节能降耗。但常规条件下制备的高 硅铝合金组织中存在粗大的板片状、多角形块状或五 瓣星状初晶硅,这显著降低了高硅铝合金的力学性能

由于具有高强、轻质、高耐磨高耐热性、较低的

收稿日期: 2013-06-20; 修订日期: 2014-04-10

基金项目:国家自然科学基金资助项目(50974085, 51034010);上海市科委重点支持项目(13JC1402500);上海人才发展基金资助项目(2009046); 国家高技术研究发展资助项目(2009AA03Z109);上海教委重点研究与创新计划资助项目(09zz98)

通信作者: 钟云波, 研究员, 博士; 电话: 021-56336048; E-mail: yunboz@staff.shu.edu.cn

和切削加工性能,制约其进一步的应用。

为细化高硅铝合金材料中的初晶硅和共晶硅组 织,提高合金的力学性能,目前,高硅铝合金的主要 制备工艺如下:喷射成型、变质剂处理、半固态搅拌、 快速凝固、电脉冲处理等方法。采用喷射成型技术^[6] 可以制备出硅含量达 50%的高硅铝合金,且初晶硅颗 粒尺寸可以细化到 5~10 um, 但喷射成型技术的成本 非常高,生产效率低,且难以制备复杂的零件,同时 其致密性也不高,因此,采用喷射成型制备的高硅铝 合金产品尚不具市场竞争力;添加变质剂^[7-10]来细化 高硅铝合金凝固组织的方法已在工业上广泛应用,但 一方面变质剂只能细化Si含量小于30%的Al-Si合金, 且细化尺寸受到限制,一般只能将初晶硅颗粒的尺寸 细化到 30~50 µm, 而对高硅铝合金用于汽车发动机缸 体材料、活塞材料而言,最佳的初晶硅尺寸为 5~20 um,因此,采用变质剂处理的高硅铝合金仍然只能应 用在对材料性能要求较低的领域:半固态搅拌法[11-14] 由于难以使整个铸锭达到均匀的搅拌,因而使得铸锭 在各区域的细化效果区别较大,且存在偏析,同时该 方法也很难应用于复杂结构的零部件;采用快速凝 固^[15-18]的方法可以得到晶粒十分细小的初晶硅组织, 但其最大的问题在于冷却速度的提高必须以牺牲铸件 尺寸为代价,对于复杂铸件和普通尺寸的铸件均不具 备适应性,工业应用成本较高;采用电脉冲处理[19-20] 在高硅铝合金凝固中具有一定的细化初晶硅的效果, 但是,其细化程度仍然有限,而且无法作用于整个铸 件区域。由此可见, 高硅铝合金铸件中的初晶硅组织 和共晶硅组织的尺寸控制,目前仍然缺少有效的手段。

近年来,材料电磁加工已成为材料科学和材料制备领域重要的研究方向,人们尝试利用电磁场的方法控制铝硅合金的凝固过程。VIVES^[21]尝试利用交流电流和静磁场产生的电磁振荡来细化铝硅合金的凝固组织,并提出在铝合金的连续铸造过程中,采用交流和直流磁场共同作用来控制铝合金凝固组织的设想。 RADJAI等^[22-23]研究了强磁场和交流电流产生的电磁振荡对亚共晶和过共晶铝硅合金的细化效果。近年还有不少学者利用旋转磁场来细化高硅铝合金^[13-14,24],但这种技术还不够成熟,且旋转磁场对高硅铝合金中 Si 相的细化机制尚处于探索阶段;与此同时,对于铸造高硅铝合金而言,除含有第二相主体合金元素 Si 外,还含有 Cu、Mg、Mn 和 Fe 等其他合金元素,目前,旋转磁场对高硅铝合金中金属间化合物形态的影 响尚处于起步阶段,仍缺乏广泛的研究。因此,本文 作者采用高硅铝合金(Al-20%Si-3%Cu-0.6%Fe)为研究 对象,详细系统地研究了旋转磁场的励磁电流和旋转 频率对凝固组织中硅相及其他金属间化合物形态的影 响,探讨了旋转磁场对高硅铝合金中相组织的演变机 制,以及在旋转磁场下其他金属间化合物对 Si 相的影 响,试图在旋转磁场下将高硅铝合金中 Si 相完全转化 为细小的 Al-Si 类共晶组织,从而有助于高硅铝合金 力学性能的提高。

1 实验

试验材料采用高硅铝合金,合金成分如表1所列。 试验中高硅铝合金试样的尺寸为*d*40 mm×55 mm。 实验装置如图1所示。

试验中旋转磁场由三相异步电动机的定子线圈产 生, 励磁电流在 0~90 A 之间, 旋转磁场频率在 0.1~50 Hz 之间。将预先制得的合金试样放入陶瓷管中, 开启 控温装置对合金试样进行加热, 最终将温度控制在 750 ℃, 保温 1 h 以确保合金液充分混匀; 关闭加热元 件的同时打开旋转磁场进行搅拌, 直到合金全部凝固。 待试样冷却后取出试样, 将试样沿纵截面剖开, 经过 粗磨、细磨和抛光, 在光学显微镜下观察其凝固组织。 在观察旋转磁场对高硅铝合金宏观偏析的影响时, 沿 试样中心分上、中、下 3 个部分对试样进行金相照片 的拍摄观察; 其他情况下的金相分析照片均取自试样 中部的中心位置。

与此同时,为了研究旋转磁场对高硅铝合金凝固 过程中形核及相变的影响,采用温度采集仪记录高硅 铝合金试样中心整个凝固过程的冷却曲线;采用捷克 TESCAN 公司生产的 VEGA 3 Easy Probe 扫描电镜 (SEM)观察合金中各相形貌,并采用配有 Bruke 公司 生产的能谱(EDS)仪分析各合金元素相的成分。

表1 高硅铝合金的化学成分

Table 1	Chemical	composition	of high-silicon	aluminum	alloy (mass	fraction,	%)
---------	----------	-------------	-----------------	----------	-------------	-----------	----

Value	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti
Calculated	19-21	0.6-1	3-5	< 0.5	0.45-0.65	< 0.1	<1.3	< 0.2
Measured	20.03	0.65	3.08	0.18	0.53	0.05	0.23	0.04



图1 旋转磁场装置示意图

Fig. 1 Scheme of rotating magnetic field workstation: 1— Rotating magnetic field; 2—Water-cooling pipe; 3—Resistance furnace; 4—Stainless steel base; 5—Graphite gasket; 6— Ceramic tube; 7—Specimen; 8—Ceramic cover; 9— Thermocouple; 10—Temperature-controlled device; 11— Heating connecting wires

2 结果与分析

2.1 旋转磁场对高硅铝合金宏观偏析的影响

图 2 所示为高硅铝合金未施加旋转磁场和施加旋 转磁场后的金相组织。由图 2(a)可以看出,在常规冷 却条件下(约 0.1 ℃/s),未施加旋转磁场时,初晶硅相 首先出现,并不断长大为粗大的块状和板片状,由于 硅(*ρ*si=2.3 g/cm³)和铝(*ρ*AI=2.7 g/cm³,液态铝的密度为 2.57 g/cm³)的密度存在差异,而初晶硅的硅含量接近 100%,其密度与纯硅的相当,因此,初晶硅将上浮到 合金熔体的中上部凝固;在接下来的共晶反应阶段共 晶硅相在合金熔体的中下部生长更加充分,共晶硅相 为长针状,呈放射性排列,整个试样存在宏观偏析。 施加旋转磁场后,一方面由于此时停止对过共晶 Al-Si 合金熔体加热,坩埚外壁直接与外界空气接触,铸型 表面形成激冷层,合金熔体在铸型表面会析出一薄层



图 2 高硅铝合金在未施加旋转磁场和施加旋转磁场(40 A, 30 Hz)后的金相组织

Fig. 2 Solidification microstructures of high-silicon aluminum alloys under conventional condition (a1, a2, a3) and RMF condition of 30 Hz and 40 A (b1, b2, b3): (a1, b1) Top; (a2, b2) Middle; (a3, b3) Bottom

细小的初晶 Si; 另一方面,在旋转磁场的搅拌下,内 部各处析出的初晶 Si 被不断带入铸型表面的固液界 面处,初晶 Si 在铸型表面的固液界面处结合长大,在 合金试样的表面形成一层富硅层^[14],但对于整个合金 基体,由图 2(b)可以看出,凝固组织中的初晶硅相和 共晶硅相在不断的剪切、冲刷、碰撞、摩擦下都得到 进一步细化,以致完全转变为"类共晶组织"^[24],宏观 偏析得到很好的抑制。

2.2 旋转磁场励磁电流对高硅铝合金凝固组织的 影响

图 3 所示为旋转磁场频率为 10 Hz 时不同励磁电 流下高硅铝合金的金相组织。由图 3 可以看出,在旋 转磁场频率 *f* 为 10 Hz、励磁电流 *I* 为 20 A 时,初晶 硅相数量大幅减少,凝固组织中主要为疏松的长针状



图 3 磁场频率为 10 Hz 时不同励磁电流下高硅铝合金的金 相组织

Fig. 3 Metallographs of high-silicon aluminum alloys under different excitation currents with rotational frequency maintaining at 10 Hz: (a) 20 A; (b) 40 A; (c) 60 A

共晶硅相(见图 3(a));随着励磁电流 I 由 20 A 增加到 40 A 时,少量初晶硅相以块状形式存在,大量共晶硅 相呈致密的蠕虫状分布在合金基体中(见图 3(b));而 当励磁电流 I 进一步增加到 60 A 时,少量初晶硅相以 块状的形式存在,共晶硅相由致密的蠕虫状转变为致 密的针状分布在合金基体中(见图 3(c))。

图 4 所示为频率为 50 Hz 时不同励磁电流下高硅 铝合金的金相组织。由图 4 可以看出,在旋转磁场频 率 f 为 50 Hz、励磁电流 I 为 20 A 时,合金凝固组织 中初晶硅相数量较少,且主要以长棒状分布在基体中 (见图 4(a));当旋转磁场的励磁电流 I 由 20 A 增加到 40 A 时,凝固组织中初晶硅相数量明显增多,在旋转 磁场不断的剪切、摩擦、碰撞下,初晶硅相主要呈较 小的块状,且形貌较为圆整(见图 4(b));当旋转磁场 的励磁电流 I 进一步增加到 60 A 时,凝固组织中的块



图 4 频率为 50 Hz 时不同励磁电流下高硅铝合金的金相组织

Fig. 4 Metallographs of high-silicon aluminum alloys under different excitation currents with rotational frequency maintaining at 50 Hz: (a) 20 A; (b) 40 A; (c) 60 A

状初晶硅相相互碰撞粘结,形成大块的块状团簇,基体中初晶硅相在不断的碰撞、摩擦、冲刷、粘结下呈现为粗大的块状和块状团簇,且形貌变得更加圆整(见图 4(c))。

2.3 旋转磁场频率对高硅铝合金凝固组织的影响

图5所示为励磁电流为40A时不同频率下高硅铝 合金的金相组织。由图5可以看出,当励磁电流 I为 40A、旋转磁场频率f为5Hz时,初晶硅相数量大幅 减少,凝固组织主要为致密的长针状共晶硅相(见图 5(a));当旋转磁场频率f增加到10Hz时,凝固组织 中出现少量大块的初晶硅相,共晶硅相主要呈致密的 蠕虫状分布在基体中(见图 5(b));当旋转磁场频率 f 由10Hz增加到30Hz时,初晶硅相数量开始增多, 细小的块状初晶硅相以及短针状的共晶硅相均匀分布 在基体中,凝固组织转变为"类共晶组织"(见图 5(c)); 当旋转磁场频率f进一步增加到50Hz时,初晶硅相 数量进一步增加,在旋转磁场的不断剪切、摩擦、冲 刷、碰撞下,初晶硅相呈现形貌较为圆整的块状(见图 5(d))。

2.4 旋转磁场对高硅铝合金中金属间化合物形态的 影响

图 6 所示为未施加旋转磁场和施加旋转磁场后高 硅铝合金中 Al₂Cu 相的微观组织。由图 6 可以看出, 在未施加旋转磁场时, Al₂Cu 相共晶组织主要为粗大 的不规则块状。在高硅铝合金中加入适量的 Cu 可以 提高合金的强度和硬度,但粗大的不规则块状 Al₂Cu 共晶组织在外力作用下易引起局部应力集中而断裂, 不利于合金强度和硬度的提高,并会影响合金的塑性 和耐蚀性^[25-26]。施加旋转磁场后,Al₂Cu 相共晶组织 在旋转磁场的剪切力作用下被打碎成细小的球状致密 地分布在基体中,有利于合金强度和硬度的进一步提 高,且不降低合金的塑性和耐蚀性能^[25-26]。

图 7 所示为未施加和施加旋转磁场时 Si 相与 Al₂Cu 相的 SEM 像。由图 7 可以发现,在未施加旋转 磁场时,大块的初晶硅相周围并未包覆有 Al₂Cu 相, 初晶硅相自由的生长为粗大的块状初晶硅相;施加旋 转磁场后,一方面 Al₂Cu 相被打碎成致密圆整的球状, 另一方面旋转磁场强烈的搅动增加了 Cu 与 Si 的碰撞 几率,Si 相周围生长界面前沿的温度场和溶质场在旋 转磁场的搅拌下十分均匀,促使 Cu 经碰撞后更易依 附在 Si 相的周围生长,从而抑制了 Si 相的进一步长 大。由于碰撞是随机的,因此由图 7 可以看出 Cu 会 依附在 Si 相的边部、尖角处、甚至完全包覆在 Si 相 周围生长,形成 Al₂Cu 共晶组织,从而进一步抑制初 晶硅和共晶硅的长大,形成"类共晶组织"。

图 8 所示为扫描电镜下未施加旋转磁场和施加旋 转磁场后高硅铝合金中 Al-Si-Fe 相的微观组织及 EDS 分析结果。由图 8 可以看出,未施加旋转磁场时 Al-Si-Fe 相主要呈长针片状分布在整个合金基体中。 而 Fe 是高硅铝合金中极为有害的杂志元素,长针片状



图 5 励磁电流为 40 A 时不同频率下高硅铝合金的金相组织

Fig. 5 Metallographs of high-silicon aluminum alloys under different rotational frequencies with excitation current intensity maintaining at 40 A: (a) 5 Hz; (b) 10 Hz; (c) 30 Hz; (d) 50 Hz



图 6 未施加旋转磁场和施加旋转磁场后高硅铝合金中 Al₂Cu 相的微观组织

Fig. 6 SEM images ((a), (b)) of Al₂Cu eutectic phase for high-silicon aluminum alloys with and without RMF and EDS results ((a'), (b')) of Al₂Cu eutectic phase: (a), (a') Without RMF; (b), (b') RMF condition of 30 Hz and 40 A



图 7 未施加和施加旋转磁场时 Si 相与 Al₂Cu 相的 SEM 像

Fig. 7 SEM images of Si phase and Al_2Cu eutectic phase with and without RMF: (a) Without RMF; (b) RMF condition of 40 A and 30 Hz, Al_2Cu eutectic phase attaching at sharp corner of Si phase; (c) RMF condition of 40 A and 30 Hz, Al_2Cu eutectic phase attaching to side of Si phase; (d) RMF condition of 40 A and 30 Hz, Al_2Cu eutectic phase attaching coating around Si phase

的 Al-Si-Fe 相会对基体产生严重的割裂作用,从而对 合金的力学性能造成严重的损害^[25-26]。施加旋转磁场 后可以看出,在旋转磁场不断的剪切、冲刷、打磨下, 长针状的 Al-Si-Fe 相转变为形貌较为圆整的细小块 状。而这种形貌圆整的细小块状 Al-Si-Fe 组织弥散分 布在合金基体中,可以很好地改善合金的强度、耐磨 性和耐热性能^[25-26]。

扫描电镜下未施加旋转磁场和施加旋转磁场后 Si 相与 Al-Si-Fe 相的 SEM 像如图 9 所示。由图 9 可以 看出,在未施加旋转磁场时,合金熔体中的初晶硅相 逐渐自由生长成粗大的块状和板片状,且在 Si 相的周 围未发现 Al-Si-Fe 相的存在;施加旋转磁场后,一方 面在旋转磁场强烈的剪切、碰撞、冲刷下,长针片状 的 Al-Si-Fe 相被不断打碎冲刷为形貌圆整的细小块 状;另一方面,旋转磁场强烈的搅拌使得 Al-Si-Fe 相 与熔体中 Si 相的碰撞几率增大,Al-Si-Fe 相更易与熔 体中 Si 相相互碰撞并随机依附在 Si 相的一侧生长, 从而进一步抑制初晶硅相和共晶硅相的长大,形成"类 共晶 组织"。

2.5 讨论

处于旋转磁场中的 Al-Si 合金熔体的每个质点均 受到电磁力的作用而产生旋转运动。取合金熔体中的 任一质点,根据电磁感应定律,质点所受的平均电磁 力为^[27]

$$F_r = \frac{-B^2 \sigma_{\rm e}^2 \mu_{\rm v} (2\pi f - \nu/r)^2 r^3}{8}$$
(1)

$$F_{\theta} = \frac{-B^2 \sigma_{\rm e} (2\pi f - \nu/r)r}{2} \tag{2}$$

式中: F 为平均电磁力, B 为磁感应强度, σ_e 是电导率, μ_v 是动力学渗透率, f 为旋转磁场频率, v 为流体切向流速分量, r 和 θ 分别表示径向和切向分量。由式(1)和(2)可以看出, 径向电磁力分量远远小于切向分量, 因此可以认为, 熔体的流动主要是由电磁力的切向分量引起。

在旋转磁场剪切力的作用下,Al-Si 合金熔体受迫 做旋转运动,在水平方向上产生强烈的搅动,使得凝 固过程中温度场和溶质场分布更为均匀。图 10 所示为 未施加旋转磁场和施加旋转磁场后高硅铝合金的温度



图 8 未施加旋转磁场和施加旋转磁场后高硅铝合金中 Al-Si-Fe 相的 SEM 像及 EDS 分析结果

Fig. 8 SEM images ((a), (b)) of Al-Si-Fe eutectic phase for high-silicon aluminum alloys with and without RMF and EDS results ((a'), (b')) of Al-Si-Fe eutectic phase: (a), (a') Conventional condition; (b), (b') RMF condition of 30 Hz and 40 A





Fig. 9 SEM images of Si phase and Al-Si-Fe phase with and without RMF: (a) Without RMF; (b) With RMF of 40 A and 30 Hz

曲线。由图 10 可以看出:对于未施加旋转磁场的高硅 铝合金重熔样,在常规冷却条件下(约 0.1 ℃/s),合金 熔体在凝固过程中首先析出初晶 Si 相,由于冷却速度 慢, 析出的初晶 Si 在形核长大过程中不断上浮到合金 熔体的中上部; 当温度降至共晶反应点时, 可以看出 共晶转变时凝固潜热的释放时间相当长,共晶反应十 分充分,凝固组织中的 Si 相有足够的时间生长为长针 状的共晶硅相,并发生初晶硅相与共晶硅相的宏观偏 析(见图 2(a)); 施加旋转磁场后, 在合金熔体凝固过程 的起始阶段,旋转磁场强烈的搅拌作用使得高温合金 熔体温度升高,随着凝固过程的进行,旋转磁场对熔 体均匀的搅动使合金散热效果变快,冷却速度提高, 从而使冷却曲线斜率增大。因此,当温度降至开始析 出初晶 Si 的温度点时,冷却速度的提高使得温度曲线 在此处并没有发生较大的变化, 初晶 Si 晶胚在较快的 晶粒。随着凝固过程的进一步进行,当达到共晶转变





冷却速度下大量形核,从而提高形核率,细化初晶 Si 点时,旋转磁场的搅拌作用使得合金熔体在整个区域 的温度场和溶质场更加均匀,有利于共晶转变时凝固 潜热的迅速释放,从而使高硅铝合金熔体在各个区域 产生更多的晶核,提高形核率,降低了共晶反应的时 间,共晶 Si 晶粒得到细化。因此,由于旋转磁场对初 晶 Si 和共晶 Si 的搅拌作用,使得在 10 Hz、40 A 时共 晶硅相转变为致密的蠕虫状分布(见图 3(b)和图 5(b)), 在 30 Hz、40 A 条件下整个高硅铝合金的凝固组织转 变为"类共晶组织",这有助于提高合金的力学性 能^[25-26](见图 2(b))。

与此同时,旋转磁场水平方向上强烈的搅动使得 熔体上端产生液穴,在熔体竖直方向会产生一个大的 环流,壁面处合金熔体的流速向上而中心处合金熔体 的流速向下,在一定的强度下,这一大的环流有利于 抑制合金熔体的宏观偏析,促使熔体中初晶硅相和共 晶硅相均匀地分布在整个基体中(见图 2(b))。此外, 在水平方向的搅动和竖直方向大环流的复合作用下, 合金熔体中的初晶硅相和共晶硅相被不断的剪切、冲 刷、碰撞、摩擦,促进初晶硅相和共晶硅相在熔体各 个区域的扩散和熟化,抑制了初晶硅的各向异性生长, 在合适的强度下有利于初晶硅和共晶硅晶粒的细化, 形貌更加圆整,并使其弥散分布于整个合金基体中, 形成"类共晶组织",有助于提高合金的耐磨性等力学 性能。旋转磁场作用下合金熔体的运动如图 11 所示。

旋转磁场的磁感应强度与励磁电流的关系如图 12 所示(旋转磁场频率 f 为 30 Hz 时),由图 12 可以看 出,在频率一定时,旋转磁场的磁感应强度随着励磁 电流的增加而线性增加;图 13 所示为旋转磁场的磁感 应强度与频率的关系(励磁电流 I 为 40 A 时),由图 13 可以看出随着频率的增加,旋转磁场的磁感应强度基本不发生变化。因此,结合式(1)和(2)可以看出,旋转磁场的励磁电流和频率共同决定 Al-Si 合金熔体中剪切力的大小,从而影响整个熔体的搅拌强度。图 14 所示为旋转磁场的磁感应强度随磁场腔体中心沿径向变化的关系(f=30 Hz, I=40 A 时),由此可以看出,在本试验的试样尺寸下(试样半径 R=20 mm),整个合金熔体所受磁感应强度的大小在数值上是相等的,整个合金熔体在各个位置都受到旋转磁场均匀的搅拌。

当旋转磁场的励磁电流或频率较低时,搅拌强度 较低,合金熔体所受剪切力较小,不足以造成硅相的 破碎,同时较低的搅拌强度也不利于熔体温度场和溶 质场分布均匀,凝固组织主要以疏松的长针状共晶硅 为主,并有少量长棒状初晶硅;随着励磁电流或频率 的增大,强烈搅拌有利于温度场和溶质场分布均匀, 抑制了初晶硅的各向异性生长,同时大剪切力促进了





Fig. 11 Schematic diagram of complicated three-dimension flow of melt under RMF



图 12 *f*=30 Hz 时旋转磁场的磁感应强度与励磁电流的关系 Fig. 12 Relationship between magnetic flux density and excitation current (*f*=30 Hz)



图 13 I=40 A 时旋转磁场的磁感应强度与频率的关系

Fig. 13 Relationship between magnetic flux density and rotational frequency (*I*=40 A)



图 14 *f*=30 Hz、*I*=40 A 时旋转磁场的磁感应强度随磁场腔 体中心沿径向变化的关系

Fig. 14 Variation of magnetic flux density in radial direction from center of rotating chamber at I=40 A and f=30 Hz

熔体中硅相的碰撞、剪切、摩擦和冲刷,凝固组织中 初晶硅转变为形貌更加圆整的块状,共晶硅转变为致 密的蠕虫状,在合适的搅拌强度下整个合金的凝固组 织转变为"类共晶组织";而当励磁电流或频率进一步 增大,剧烈的搅动使得合金熔体温度回升,凝固速度 下降,促进了初晶硅的熟化,使其有更充分的时间扩 散长大,并在旋转磁场不断的碰撞、粘结、摩擦作用 下变为大块块状团簇,共晶硅也转变为针状。

不仅如此,随着旋转磁场励磁电流或频率的不断 增大,较大的搅拌强度一方面使得合金熔体中 Al₂Cu 相由粗大的不规则块状转变为致密圆整的细小球状, Al-Si-Fe 相由长针片状转变为细小圆整的块状,从而 改善合金的强度、硬度、耐磨和耐热等性能;另一方 面,搅拌强度的增加使得 Al₂Cu 相、Al-Si-Fe 相与 Si 相的碰撞几率增大,细小圆整的球状 Al₂Cu 相与 Si 相相互碰撞,随机依附在 Si 相的边部、尖角处、甚至 完全包覆在 Si 相的周围生长(见图 7),从而进一步抑 制 Si 相的进一步长大;形貌圆整的细小块状 Al-Si-Fe 相与 Si 相相互碰撞,随机依附在 Si 相的一侧生长(见 图 9),有利于抑制 Si 相的进一步长大。在合适的搅拌 强度下,合金熔体中的 Si 相受到旋转磁场的搅拌以及 Al₂Cu 相、Al-Si-Fe 相的依附生长,整个高硅铝合金的 凝固组织转变为 Si 相细小圆整且弥散分布于合金基 体的"类共晶组织",有助于提高高硅铝合金的强度、 硬度、耐磨、耐热等力学性能^[25-26]。

综上所述,旋转磁场的励磁电流和频率共同决定 了合金熔体的搅拌强度,在一定的励磁电流和旋转频 率下,利于高硅铝合金熔体温度场和溶质场的均匀, 抑制了合金熔体的宏观偏析,抑制了熔体中硅相的各 向异性生长,使得熔体在不断的剪切、冲刷、碰撞下 初晶硅相和共晶硅相都得到很好的细化,形成"类共晶 组织"。此外,旋转磁场还能改善合金熔体中 Al₂Cu 相和 Al-Si-Fe 相的形貌,使得 Al₂Cu 相、Al-Si-Fe 相 依附甚至包覆在 Si 相的周围,抑制初晶硅相和共晶硅 相的进一步长大,有助于改善高硅铝合金的力学性 能^[25-26]。

3 结论

 在一定的励磁电流和旋转频率下,旋转磁场水 平方向的搅动和竖直方向的环流可以抑制高硅铝合金 的宏观偏析,得到细小圆整的硅相弥散分布于基体中 的"类共晶组织"的高硅铝合金。

 2) 励磁电流和旋转频率共同决定旋转磁场的搅 拌强度,随着搅拌强度的提高,初晶硅相的转变方式
 为:长棒状-块状-大块块状团簇;共晶硅相转变方式
 为:疏松长针状-致密蠕虫状-针状。

3) 旋转磁场可以很好地改善 Al₂Cu 相和 Al-Si-Fe 相的形貌: Al₂Cu 相由不规则的大块状转变为致密圆 整的球状,有助于提高合金的强度和硬度; Al-Si-Fe 相由长针片状转变为形貌圆整的细小块状,有助于改 善合金的强度、耐磨性和耐热性能。

4) 在旋转磁场的作用下, Al₂Cu 相可以随机依附 在 Si 相的边部、尖角处、甚至完全包覆在 Si 相周围 生长, Al-Si-Fe 相可以随机依附在 Si 相的一侧生长, 进一步抑制初晶硅相和共晶硅相的长大,形成"类共晶 组织"。

REFERENCES

 黄 旭. 影响汽车技术发展的两大因素[J]. 内燃机, 2001(2): 25-27.

HUANG Xu. Two factors affecting development of automobile technology[J]. Combustion Engine, 2001(2): 25–27.

- [2] 扬忠俭. 严格的环保要求促使汽车用铝增加[J]. 世界有色金属, 1999(12): 46-48.
 YANG Zhong-jian. Stringent environmental requirements prompted the increase of automotive aluminum[J]. World Non-Ferrous Metals, 1999(12): 46-48.
- [3] 王 站,陈昌明,吴 宪. 铝在现代汽车轻量化中的应用[J]. 上海汽车,2004(12):32-34.
 WANG Zhan, CHEN Chang-ming, WU Xian. Application of aluminum in modern automotive lightweight[J]. Shanghai Automotive, 2004(12): 32-34.
- [4] 燕战秋,华润兰. 论汽车轻量化[J]. 汽车工程, 1994, 16(6): 375-383.
 YAN Zhan-qiu, HUA Run-lan. On the lightweighting of automobile[J]. Automotive Engineering, 1994, 16(6): 375-383.
- [5] SANNINO A P, RACK H J. Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: Review and discussion[J]. Wear, 1995, 189: 1–19.
- [6] GUPTA M, LAVEMIA E J. Effect of processing on the microstructural variation and heat-treatment response of a hypereutectic Al-Si alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 54(1/4): 261-270.
- [7] 齐广慧,刘相法,杨志强,柳延辉,边秀房."绿色"高效 Al-Si
 合金变质剂—Al-P 中间合金[J].材料科学与工艺,2001,9(2):
 211-214.

QI Guang-hui, LIU Xiang-fa, YANG Zhi-qiang, LIU Yan-hui, BIAN Xiu-fang. Green and high effective modifier for eutectic and hypereutectic Al-Si alloys—Al-P master alloys[J]. Materials Science and Technology, 2001, 9(2): 211–214.

[8] 刘相法,乔进国,刘玉先,李士同,边秀房. AI-P 中间合金对 共晶和过共晶 Al-Si 合金的变质机制[J]. 金属学报, 2004, 40(5): 471-476.

LIU Xiang-fa, QIAO Jin-guo, LIU Yu-xian, LI Shi-tong, BIAN Xiu-fang. Modification performance of the Al-P master alloy for eutectic and hypereutectic Al-Si alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2004, 40(5): 471–476.

[9] XU C L, JIANG Q C, YANG Y F, WANG H Y, WANG J G. Effect of Nd on Primary silicon and eutectic silicon in hypereutectic Al-Si alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 422(1): L1–L4.

[10] JIANG Q C, XU C L, LU M, WANG H Y. Effect of new

Al-P-Ti-TiC-Y modifier on primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys[J]. Materials Letters, 2005, 59(6): 624-628.

- [11] LEE J I, LEE H I, KIM M I. Formation of spherical primary silicon crystals during semi-solid processing of hypereutectic Al-15wt%Si alloy[J]. Scripta Metallurgic et Materialia, 1995, 32(12): 1945–1949.
- [12] DIEWWANT I, FLEMINGS M C. Semi-solid forming of hypereutectic Al-Si alloys[C]//Proceedings of the 4th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites. UK: Sheffield, 1996: 30.
- [13] 毛卫民,李树索,赵爱民,崔成林,钟雪友.电磁搅拌对过共晶 Al-Si 合金初生 Si 长大过程和形貌的影响[J].材料科学与工艺,2001,9(2):117.

MAO Wei-ming, LI Shu-suo, ZHAO Ai-min, CUI Cheng-lin, ZHONG Xue-you. Effect of electromagnetic stirring on growth and morphology of primary silicon crystals of hypereutectic Al-Si alloys[J]. Materials Science and Technology, 2001, 9(2): 117.

- [14] 毛卫民,李树索,赵爱民,崔成林,钟雪友.电磁搅拌对过共晶 Al-Si 合金初生 Si 分布的影响[J].金属学报, 2001, 37(7): 781-784.
 MAO Wei-ming, LI Shu-suo, ZHAO Ai-ming, CUI Cheng-lin, ZHONG Xue-you. Effect of electromagnetic stirring on the distribution of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(7): 781-784.
- [15] HONG S J, KIM T S, KIM W T, CHUN B S. Effects of Cr and Zr addition on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-20Si-5Fe alloys[J]. Materials Science & Engineering A, 1997, 226/228: 878–882.
- [16] KIM T S, LEE B T, LEE C R, CHUN B S. Microstructure of rapidly solidified Al-20Si alloy powders[J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 304/306(1/2): 617–620.
- [17] OHMI T, TANAKA Y, KUDOH M. Effects of undercooling and cooling rate on primary silicon size of hypereutectic Al-Si alloys[J]. Bulletin of the Faculty of Engineering (Hokkaido University), 1991, 156: 1.
- [18] PIERANTONI M, GERMAUD M, MAGNIN P, STOLL D, KURZ W. The coupled zone of rapidly solidified Al-Si alloys in laser treatment[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992, 40(7): 1637–1644.
- [19] MISRA A K. A novel solidification technique of metals and alloys: Under the influence of applied potential[J]. Metallurgical

Transactions A, 1985, 16(7): 1354-1355.

[20] 何树先,王 俊,孙宝德,周尧和.高密度脉冲电流对过共晶
Al-Si 合金凝固组织的影响[J].中国有色金属学报,2002, 12(2):275-278.
HE Shu-xian, WANG Jun, SUN Bao-de, ZHOU Yao-he. Effect

of high density pulse current on solidification structure of hypereutectic Al-19Si alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12 (2): 275–278.

- [21] VIVES C. Effect of forced electromagnetic vibrations during the solidification of aluminum alloys (Part I): Solidification in the presence of crossed alternating electric fields and stationary magnetic fields[J]. Metall Mater Trans B, 1996, 27(6): 457–477.
- [22] RADJAI A, MIWA K, NISHIO T. An investigation of the effects caused by electromagnetic vibrations in a hypereutectic Al-Si alloy melt[J]. Metall Mater Trans A, 1998, 29(5): 74–77.
- [23] RADJAI A, MIWA K. Effect of intensity and frequency of electromagnetic vibration on the microstructural refinement of hypoeutectic Al-Si alloys[J]. Metall Mater Trans A, 2000, 31(3): 755–762.
- [24] HERNANDEZ F C R, SOKOLOWSKI J H. Comparison among chemical and electromagnetic stirring and vibration melt treatments for Al-Si hypereutectic alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 426(1): 205–212.
- [25] HERNANDEZ F C R, SOKOLOWSKI J H. Thermal analysis and microscopical characterization of Al-Si hypereutectic alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 419(1): 180–190.
- [26] 华雄飞. 微合金化对全铝发动机高强度铸造 Al-Si 合金性能和组织的影响[D]. 镇江: 江苏大学材料加工工程学院, 2010: 11-13.

HUA Xiong-fei. Effects of micro-alloying on the properties and microstructure of the aluminum engine high-strength Al-Si cast alloy[D]. Zhenjiang: Institute of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, 2010: 11–13.

[27] 许小芳.旋转磁场及稀土复合作用下镁合金组织性能变化规律的研究[D].武汉:武汉理工大学材料科学与工程学院, 2008:35-36.

XU xiao-fang. Effects of revolving magnetic field and RE on microstructure and properties of magnesium alloy[D]. Wuhan: Institute of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Technology, 2008: 35–36.

(编辑 龙怀中)